DERWENT-ACC-NO: 1985-155460
DERWENT-WEEK: 198526
COPYRIGHT 2009 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Prodn. of steel with good sulphide stress cracking resistance using steel contg. carbon silicon manganese chromium, molybdenum and/or tungsten,, niobium, titanium and/or zirconium, aluminium etc.

INVENTOR: OTANI Y; TSUMURA T

PRIORITY-DATA: 1983JP-191753 (October 14, 1983)

PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE
JP 60086209 A	May 15, 1985	JA

INT-CL-CURRENT:

TYPE	IPC	DATE
CIPS	C21 D 8/00	20060101
CIPP	C22 C 38/00	20060101

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 60086209 A
BASIC-ABSTRACT:

Prodn. of steel having excellent sulphide stress cracking resistance and yield strength above 70 kgf/sq.mm, comprises using a steel consisting by wt. of C 0.15-0.45%, Si below 0.80%, Mn 0.01-0.30%, Cr 0.20-1.50%, Mo and/or W by Mo + 0.5 W=0.05-0.80%, Nb 0.01-0.10%, Ti and/or Zr by Ti + 0.5 Zr=0.005-0.050%, Al 0.01-0.10%, N by Ti + 0.5 Zr below 3.5N, additional at least one of (1) Cu 0.05-0.50% and V 0.01-0.10%, (2) Ca 0.001-0.030% and REM 0.001-0.050% and (3) B 0.0005-0.0050%, and balance Fe with impurities of P below 0.010%, S below 0.010% and others. The steel is primarily hot-worked in austenitised state, once cooled to finish the transformation, then secondarily hot-worked by retaining at or reheating to within the range of Ac3-(Ac1+200 deg. C), successively quenched directly from the austenite state, then repeated more than once either by (1) heating to Ac3-(Ac3+ 200 deg. C) and quenching or (2) tempering in the conditions of temperature below Ac1 point and A1=T(A2+log t). (T is rough tempering temp. (K) below Ac1, t is retention time), A2=22-4C-10 Nb(%) and A1 is no more than 19.0 x 10 power 3 as temper parameter and heating to Ac3-(Ac3+200 deg. C) followed by quenching and finally tempered at below Ac1 transformation point.

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 60086209 A
EQUIVALENT-ABSTRACTS:

⑲日本国特許庁（JP）　⑪特許出願公開

⑫公開特許公報（A）　昭60－86209

⑤1Int.Cl.⁴	識別記号	庁内整理番号	⑬公開　昭和60年(1985)5月15日
C 21 D 8/00		7047－4K	
// C 22 C 38/32		7147－4K	

審査請求　未請求　発明の数 2　（全12頁）

⑤4発明の名称　耐硫化物割れ性の優れた鋼の製造方法

⑳特　願　昭58－191753

㉒出　願　昭58(1983)10月14日

⑦2発明者　津村　輝隆　尼崎市西長洲本通1丁目3番地　住友金属工業株式会社中央技術研究所内

⑦2発明者　大谷　泰夫　尼崎市西長洲本通1丁目3番地　住友金属工業株式会社中央技術研究所内

⑦1出願人　住友金属工業株式会社　大阪市東区北浜5丁目15番地

⑦4代理人　弁理士　富田　和夫　外1名

明　細　書

1. 発明の名称

耐硫化物割れ性の優れた鋼の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量割合で、

C：0.15～0.45％，

Si：0.80％以下，

Mn：0.01％以上0.30％未満，

Cr：0.20～1.50％，

Mo及びWの1種又は2種：

Mo＋1/2Wで0.05～0.80％，

Nb：0.01～0.10％，

Ti及びZrの1種又は2種：

Ti＋1/2Zrで0.005～0.050％，

Al：0.01～0.10％

を含有するとともに、式、

Ti(％)＋1/2 Zr(％)＜3.5×N(％)

を満足し、必要により更に、

第1区分…

Cu：0.05～0.50％，

V：0.01～0.10％，

第2区分…

Ca：0.001～0.030％，

希土類元素：0.001～0.050％，

第3区分…

B：0.0005～0.0050％，

のうちの1種以上をも含み、

Fe及び不可避不純物：残り，

から成る成分組成で、かつ不純物中のP及びSの含有量がそれぞれ、

P：0.010％以下，

S：0.010％以下，

である鋼を、オーステナイト化されている状態で第1次熱間加工した後、一旦冷却して変態を完了させ、その後Ac₃変態点～〔Ac₃変態点＋200℃〕の温度域に再加熱して第2次熱間加工を行い、続いてオーステナイト状態からそのまま直接焼入

れし、次いで、これをAc_3変態点～〔Ac_3変態点＋２００℃〕の温度域に加熱してから焼入れする処理を更に１回以上繰り返し、その後Ac_1変態点以下の温度で焼戻し処理することを特徴とする耐硫化物割れ性の優れた鋼の製造方法。

(2) 重量割合で、

C：0.15～0.45％，

Si：0.80％以下，

Mn：0.01％以上0.30％未満，

Cr：0.20～1.50％，

Mo及びWの１種又は２種：

Mo＋1/2 Wで0.05～0.80％，

Nb：0.01～0.10％，

Ti及びZrの１種又は２種：

Ti＋1/2 Zrで0.0005～0.0050％，

Al：0.01～0.10％

を含有するとともに、式、

Ti(％)＋1/2 Zr(％)＜3.5×N(％)

を満足し、必要により更に、

第１区分…

Cu：0.05～0.50％，

V：0.01～0.10％，

第２区分…

Ca：0.0001～0.0030％，

希土類元素：0.0001～0.0050％，

第３区分…

B：0.00005～0.00050％，

のうちの１種以上をも含み、

Fe及び不可避不純物：残り，

から成る成分組成で、かつ不純物中のP及びSの含有量がそれぞれ、

P：0.010％以下，

S：0.010％以下，

である鋼を、オーステナイト化されている状態で第１次熱間加工した後、一旦冷却して変態を完了させ、その後Ac_3変態点～〔Ac_3変態点＋２００℃〕の温度域に再加熱して第２次熱間加工を行い、続いてオーステナイト状態からそのまま直接焼入れし、次いで、Ac_1変態点以下の温度で、かつ、

$A_1 = T(A_2 + \log t)$

〔但し、T：ラプテンバー温度(°K)で、Ac_1変態点以下の温度、
t：保持時間(hr)、
$A_2 = 22 - 4 \times C(\%) - 10 \times Nb(\%)$〕

なる式で計算される焼戻しパラメータA_1の値が

$A_1 \leq 19.0 \times 10^3$

を満足するように設定した焼戻しと、Ac_3変態点～〔Ac_3変態点＋２００℃〕の温度域に加熱してから焼入れする処理とをこの順序で１回以上繰り返して行い、その後更にAc_1変態点以下の温度で焼戻し処理することを特徴とする耐硫化物割れ性の優れた鋼の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

この発明は、耐硫化物割れ性の優れた鋼の製造方法、特に降伏強さ：70 kgf/mm²以上の高強度を有するとともに、湿潤硫化水素環境において優れた耐硫化物割れ性を発揮し、油井やガス井で使用される構造部材、例えば油井管やラインパイプ、更には油井・ガス井の周囲に使用される装置用部材として用いるのに好適な油井用鋼をコスト安く製造する方法に関するものである。

近年における新油田或いは新ガス田開発の目立つた特徴として、従来は放置されていたような、深層にして、しかも油やガスが硫化水素(H_2S)で汚染された所謂サワー環境下にあるものにまで開発の目が向けられるようになつたことをあげることができる。

従つて、石油及び天然ガスの生産分野においては、近年、土圧(地層の圧力)やガス圧、或いは鋼材の自重による引張り荷重に耐えるとともに、サワー環境で使用しても十分に所望性能を発揮するところの、高強度にして硫化物割れ(以下、SSCCと称す)にも強い抵抗力を備えた鋼に対する要望が一段と大きくなつている。

鋼の耐SSCC性を向上させる手段については１９５０年来種々の検討が加えられてきているが、現在では、例えばNACE Standard MR-01-75(１９７７ Revision)に示された硬度(強度)の上限以下に鋼の強度を抑えることがSSCC

防止に最も有効であるとされており、これに基づくL－80〔降伏強さの下限が80000 psi（56.2 kgf／㎟）〕がAPI規格に加えられて需要者の要望に応えてきた。

ところが、上述のような酸性深井戸においては、油井管として強度を抑えたものを用いるとその必要肉厚を必然的に厚くせざるを得ず、経済性及び作業性の点で著しい不利を招くようになるという問題があつたのである。このようなことから、前記L－80よりも更に強度が高く、かつ耐SSCC性に優れた鋼材が切望されるようになつてきており、特に最近では、降伏強さの下限が90000 psi（63.3 kgf／㎟）を越す高強度油井管に対する要望も大きくなつている。

従来、このような高強度、高耐SSCC性に対する要求に対しては、焼入れ・焼戻し処理によつて形成された均一な焼戻しマルテンサイト組織を有するAISI4130系鋼を使用したり、或いは鋼の水素吸収を防止するためのCo添加を実施したりすることが試みられてきたが、それでも、

○ AISI4130系鋼では、依然として十分に満足できる耐食性を実現できない、

○ Co添加鋼では、Coの水素吸収防止効果を効かせるためにはMoとの複合添加を避ける必要があり、従つてC，Cr又はV等の強化元素を多量に添加して鋼の強化を図らねばならず、靭性劣化を招くこととなるほか、十分な水素吸収防止効果を発揮せしめるためには高価なCo元素を1％（以下、成分割合は重量％で示す）をはるかに越える量で添加する必要があるので、鋼材製造コストが大幅に上昇する、

という問題を避けることができなかつた。

ところで、耐SSCC性の確認方法としては、H_2Sを飽和させた0.5％CH_3COOH水溶液から成る腐食液中で行うシエルタイプ試験法が、多数の現場実績との対比による研究の積み重ねの結果開発されており、この試験によつて測定されるSSCC限界応力値（Sc値）が、式、

$$Sc \geq (SMYS / 0.75) \times 10^{-6}$$

〔但し、SMYSは「規格最小降伏強さ」を〕

〔意味し、単位は「psi」で表示される〕

を満足すれば割れの発生が無いとされているけれども、従来の低コスト型低合金高強度鋼にはこのような厳しい基準を満足するものがなかつたのである。

なお、シエルタイプ試験法とは、第1図に示されるように長さ方向の中央部にキリ孔を設けた試験片1に、第2図に示すような3点支持曲げにてその中央部に応力を付加しながら腐食液中に浸漬し、割れ率が50％となる見掛けの応力を測定して、これをSc値とするものである。第2図にて符号2で示されるものは直径：4㎜のガラス丸棒、符号3で示されるものは荷重（応力）を付加するためのボルトである。

また、こうした材料自身の改良の他か、鋼材をコーテイングしたり、腐食環境中にインヒビターを注入する等の方法も試みられているが、いずれも十分な効果を期待できるものではなかつた。

本発明者等は、上述のような観点から、Sc値が、式、

$$Sc \geq (SMYS / 0.75) \times 10^{-6}$$

を満たすとともに、降伏強さが70 kgf／㎟以上の高強度を有し、サワー環境下で使用される油井管としても十分に満足できる性能を持つ低コスト鋼材を実現すべく研究を行つた結果、以下(a)～(h)に示されるような知見を得るに至つたのである。即ち、

(a) 前述したような所定のSc値を満たし、かつ降伏強さ：70 kgf／㎟以上の高強度を実現するには、鋼材組織を極微細な焼戻し低温変態組織、即ち、極微細焼戻しマルテンサイト組織或いは極微細焼戻しマルテンサイトと極微細焼戻し低温ベイナイトとの混合組織とするのが有効であること、

(b) 該極微細焼戻し低温変態組織を得るには、焼戻し前の低温変態組織が極微細でなければならず、また、極微細な低温変態組織は、焼入れ前の組織がマルテンサイト組織或いはマルテンサイトと低温ベイナイトとの混合組織、それも該マルテンサイトや低温ベイナイトのラス（lath）の崩れが小さい細粒組織でないと実現されないこと、

(c) 鋼材組織の結晶粒微細化のためには、誘導加熱法等の急速加熱手段を用いて1回以上の焼入れを施すのが有効であるとの報告はあるが、鋼を特定の成分組成に構成すれば、熱間加工の後で直接焼入れを行い、次いでAc3変態点以上オーステナイト結晶粒粗大化開始温度以下の温度域に加熱してから焼入れる処理を1回以上繰り返すことで、焼入れ処理の際の加熱速度が例え電気炉加熱における如き1℃/秒以下程度のゆつくりとしたものであつたとしても、十分に細粒の低温変態組織を得ることができること、

(d) 上述のように、直接焼入れと、ゆつくりとした加熱速度での1回以上の焼入れとによつて鋼の細粒化を実現するには、鋼の組成を、特に0.15%以上のC成分と0.01%以上のNb成分とを同時に含有するものとし、かつ該鋼の直接焼入れに先立つて実施する熱間加工を2段階に分け、オーステナイト域で先ず第1次の熱間加工を行い、その後変態を完了させ、次いで細粒オーステナイト域(オーステナイト粒が粗大化しない温度領域：即ち、Ac3変態点～〔Ac3変態点＋200℃〕の温度域)に再加熱して第2次の熱間加工を行い、この第2次熱間加工後にオーステナイト状態から直接焼入れするのが効果的であること、

(e) オーステナイト結晶粒を細粒とするためには、TiやZrで固定されないNを残す必要があり、それ故、Ti及びZrの添加量が、式、

Ti(%)＋1/2 Zr(%)＜3.5×N(%)

を満足するように調整する必要のあること、

(f) 更に、鋼中の不可避不純物であるP及びSの含有量を特定値以下に抑え、かつ(Si＋Mn)量、特にMn含有量をも特定値以下に制限すると、その耐SSCC性が一層向上すること、

(g) 鋼中に、Cu及びVの1種以上を更に含有せしめると、鋼の耐SSCC性及び強度が一段と向上し、またCa及び希土類元素の1種以上を添加含有せしめても、鋼中の介在物が球状化されるとともに鋼の溶浄化がなされて耐SSCC性の改善がなされること。また、微量のBを添加含有せしめても、鋼の強度、耐SSCC性及び靭性がより改善されること、

(h) 直接焼入れ処理後及び繰り返し焼入れ処理後のいずれか、或いはいずれもの処理の後、次の焼入れに際しての加熱の前に、割れ等を防止する目的で焼戻し処理(以降、本処理をラフテンパーと称す)を行うと熱処理作業の安定化を図ることができるが、この場合、得られる鋼の結晶粒を細粒とするためには、ラフテンパー条件として、

$A_1 = T(A_2 + \log t)$

〔但し、T：ラフテンパー温度(°K)で、Ac_1変態点以下の温度、
t：保持時間(hr)、
$A_2 = 22 - 4 \times C(\%) - 10 \times Nb(\%)$〕

なる式で計算される焼戻しパラメータA_1の値が

$A_1 \leq 19.0 \times 10^3$

を満足するような条件を選ぶ必要があること。

この発明は、上記知見に基づいてなされたものであり、

C：0.15～0.45%，Si：0.80%以下，

Mn：0.01%以上0.30%未満，

Cr：0.20～1.50%，

Mo及びWの1種又は2種：Mo＋1/2 Wで0.05～0.80%，

Nb：0.01～0.10%，

Ti及びZrの1種又は2種：Ti＋1/2 Zrで0.005～0.050%，

Al：0.01～0.10%

を含有するとともに、式、

Ti(%)＋1/2 Zr(%)＜3.5×N(%)

を満足し、必要により更に、

第1区分…

Cu：0.05～0.50%，

V：0.01～0.10%，

第2区分…

Ca：0.001～0.030%，

希土類元素：0.001～0.050%，

第3区分…

B：0.0005～0.0050%，

のうちの1種以上をも含み、

Fe及び不可避不純物：残り，

から成る成分組成で、かつ不純物中のP及びSの含有量がそれぞれ、

P：0.01％以下，S：0.010％以下，

である鋼を、オーステナイト化されている状態で第1次熱間加工した後、一旦冷却して変態を完了させ、その後Ac3変態点～〔Ac3変態点＋200℃〕の温度域に再加熱して第2次熱間加工を行い、続いてオーステナイト状態からそのまま直接焼入れし、次いで、これをAc3変態点～〔Ac3変態点＋200℃〕の温度域に加熱してから焼入れる処理を更に1回以上繰り返すか、或いは、Ac1変態点以下の温度で、かつ、

$$A_1 = T(A_2 + \log t)$$

〔但し、T：ラフテンパー温度(°K)で、Ac1変態点以下の温度、
t：保持時間（hr）、
$A_2 = 22 - 4 \times C(\%) - 10 \times Nb(\%)$、〕

なる式で計算される焼戻しパラメータA1の値が

$$A_1 \leq 19.0 \times 10^3$$

を満足するように設定したラフテンパーと、Ac3変態点～〔Ac3変態点＋200℃〕の温度域に加熱してから焼入れする処理とをこの順序で1回以上繰り返す処理を行い、その後更にAc1変態点以下の温度で焼戻し処理することによつて、耐SSCC性に優れ、かつ70kgf/mm²以上の降伏強さを有する鋼を得る点に特徴を有するものである。

なお、この発明の方法において、第1次熱間加工後に一旦冷却して変態を完了させ、その後Ac3変態点以上に再加熱して第2次熱間加工を行う理由は、変態をくぐらせることによる組織の細粒化を狙うことにある。

そして、第2次熱間加工後に直接焼入れを行うのは、第2次熱間加工後大気冷却によつて室温まで冷却すると、次の焼入れ加熱の際の前組織がフエライトやパーライト、或いは高温ベイナイトといつた高温変態組織となり、こうした前組織では、次に焼入れ処理を施しても細粒化がなされないからである。

更に、この発明の方法において、ゆつくりとした加熱速度での焼入れ処理を2回以上繰り返す場合には、2回目以降のn回目の焼入れに際してのオーステナイト化加熱温度は、（n－1）回目の焼入れの際のオーステナイト化加熱温度以下であるのが好ましく、このようにすることによつて、鋼の組織は一層細粒でかつ整粒となり、耐SSCC性が改善されることとなる。

つまり、この発明は、

「特定量のC成分とNb成分とを同時に含有し、かつTiやZrで固定されないNが残留する鋼においては、熱間加工工程を2段階に分けて実施し、先ず第1次熱間加工を行つた後、一旦変態を完了させ、しかる後に細粒オーステナイト域に再加熱して第2次熱間加工を行い、続いてオーステナイト状態から直ちに直接焼入れすれば、その後、Ac3変態点以上オーステナイト結晶粒粗大化開始温度以下の温度に加熱後焼入れるという処理によつて非常に細粒化した鋼材組織が得られる。しかもこのような細粒化は、電気炉加熱のようにゆつくりとした加熱速度での焼入れ加熱によつても十分に達成できる。従つて、これをAc1変態点以下の温度で焼戻しすれば、該細粒組織は非常に微細な焼戻し低温変態組織となつて、十分な強度と優れた耐SSCC性とを兼備する鋼材が得られる。」

との技術的事項を骨子としたものである。

もちろん、直接焼入れ後の焼入れに際して急速加熱を採用すれば、より一層の細粒組織を得ることができるが、このような急速加熱を施さなくても所望の細粒化は十分に達成することができるのである。

次に、この発明の方法において、鋼の化学成分組成，及び圧延・熱処理条件を前記の如くに数値限定した理由を説明する。

A．鋼の化学成分組成

ⓐ C

C成分は、鋼の焼入れ性増加、強度増加に加えて細粒化のために必須の元素であるが、その含有量が0.15％を下回ると強度低下及び焼入れ性劣化を来たし、従つて所望強度に対して低温での焼戻しを余儀なくされる上、特に、直接焼入れ処理後の焼入れのための加熱速度がゆつくりとしたも

のである場合には繰り返し焼入れ処理を行つても細粒化が達成できず、ＳＳＣＣ感受性が大となる。一方、0.45％を越えてＣを含有させると、焼入れ時の焼割れ感受性が増大し、また靭性劣化をも招くことから、Ｃ含有量を0.15～0.45％と定めた。

ⓑ　Si

Si成分は鋼の脱酸剤として有効な元素であるが、その含有量が0.80％を越えると靭性劣化を招くようになり、またＳＳＣＣ感受性を増大させることともなるので、Si含有量は0.80％以下と定めた。

なお、耐ＳＳＣＣ性を一層向上させるためには、ＰやＳ、或いはMnの低減とともに（Si＋Mn）の値を0.16％未満とすることが好ましい。

ⓒ　Mn

Mn成分には、ＰやＳの粒界偏析を助長して高強度材の耐ＳＳＣＣ性を劣化させる作用があり、この作用はMn含有量：0.30％以上で顕著に現われる傾向にある。なお、高強度材においては、ＰやＳの量をできるだけ低減し、かつ（Si＋Mn）の値を0.16％未満と可能な限り低減することがＳＳＣＣを防止する上で有効であるが、Mn含有量を0.01％未満とすることは鋼の製造上極めて困難であり、コスト上昇を招くことから、Mn含有量を0.01％以上0.30％未満と定めた。

ⓓ　Cr

Cr成分には、鋼の焼入れ性，強度，及び焼戻し軟化抵抗性を増大させる作用があり、高強度化のために極めて有効であるほか、ＳＳＣＣ抵抗性改善作用もあるが、その含有量が0.20％未満では前記作用に所望の効果を得ることができず、一方1.50％を越えて含有させると靭性の劣化及び焼割れ感受性の増大を来たすことから、Cr含有量を0.20～1.50％と定めた。

ⓔ　Mo，及びW

Mo及びW成分には、いずれも焼入れ性，強度及び焼戻し軟化抵抗性を増大させ、また靭性を改善するという均等な作用があり、更に焼戻し過程での不純物の粒界偏析を抑えて耐ＳＳＣＣ性を向上させる作用をも有しているが、WはMoに対して原子量が約2倍であり、効果の点ではMo含有量がWの半分でほぼ均等となるものである。そして、Mo＋1/2Wの値が0.05％未満では前記作用に所望の効果が得られず、また、Mo＋1/2Wで0.80％を越えてMo及びWの1種以上を含有させても前記効果が飽和してしまう上、Mo及びWは非常に高価な元素でもあることから、Mo及びWの1種又は2種の含有量を〔Mo＋1/2W〕量で0.05～0.80％と定めた。

ⓕ　Nb

Nb成分は、鋼の強度増加、焼戻し軟化抵抗の増大、耐ＳＳＣＣ性の向上に加えて、細粒化のために必須の元素であるが、その含有量が0.01％未満では、直接焼入れした後、特にゆつくりとした加熱速度であると1回以上の繰り返し焼入れ処理を行つても所望の細粒化が達成できず、一方0.10％を越えて含有させても前記効果が飽和してしまい、また靭性の劣化をも招くことになるので、Nb含有量を0.01～0.10％と定めた。

ⓖ　Ti，及びZr

Ti及びZrは、いずれも結晶粒の成長を抑えて強度を高めるのに有効な成分であり、またそれらには耐ＳＳＣＣ性を向上させるという均等な作用があるが、ZrはTiに対して原子量が約2倍であり、効果の点ではTi含有量がZrの半分でほぼ均等となるものである。そして、Ti＋1/2Zrの値が0.005％未満では前記作用に所望の効果が得られず、他方Ti＋1/2Zrの値で0.050％を越えてTi及びZrの1種以上を含有させると靭性の劣化を来たすようになることから、Ti及びZrの1種又は2種の含有量を〔Ti＋1/2Zr〕量で0.005～0.050％と定めた。

また、〔Ti(％)＋1/2Zr(％)〕の値が〔3.5×N(％)〕の値以上であると、化学量論的にTiとZrとでNがほぼ固定されてしまつて所望の細粒組織を得ることができなくなるので、

$$Ti(\%) + 1/2\,Zr(\%) < 3.5 \times N(\%)$$

なる制限を設けた。

ⓗ　Al

Al成分は、鋼の脱酸の安定化、均質化及び細粒化を図るために添加するものであるが、その含有量が0.001%未満では前記作用に所望の効果が得られず、他方0.10%を越えて含有させると脱酸効果は飽和してしまい、また介在物増大による疵の発生や靭性の劣化をも招くことから、Al含有量を0.001～0.10%と定めた。

① Cu，及びV

これらの成分には、それぞれ鋼の強度及び耐SSCC性を向上させる作用があるので、必要に応じて1種以上添加含有させるのが有効であるが、Cu含有量が0.05%未満、そしてV含有量が0.01%未満では前記作用に所望の効果を得ることができず、他方、Cuが0.50%を越えて含有されると熱間加工性が劣化し、またVが0.10%を越えて含有されると靭性が劣化することとなるので、Cu含有量を0.05～0.50%，V含有量を0.01～0.10%とそれぞれ定めた。

① Ca，及び希土類元素

Ca及び希土類元素（REM）は、いずれも鋼中介在物を球状化するとともに鋼を清浄化してSSCC感受性を低減する作用があるので必要に応じて1種以上添加含有させるものであるが、いずれもその含有量が0.0001%未満では前記作用に所望の効果が得られず、他方、Caが0.0030%を、希土類元素が0.0050%をそれぞれ越えて含有されると、その添加効果が飽和するのみならず、それらの酸化物等の非金属介在物が増加して鋼の清浄性が低下し、SSCC感受性をかえつて高めることとなるので、Ca含有量を0.0001～0.0030%，希土類元素含有量を0.0001～0.0050%とそれぞれ定めた。

⑥ B

B成分は微量の添加で焼入れ性を向上させ、強度，靭性，耐SSCC性を改善する作用を有しているので、これらの特性をより向上させる必要がある場合に添加・含有せしめられるものであるが、その含有量が0.00005%未満では前記作用に所望の効果を得ることができず、他方0.00050%を越えて含有させてもそれ以上の向上効果が認められず、逆に靭性劣化を招く場合も生ずることから、B含有量は0.00005～0.00050%と定めた。

② P，及びS

降伏強さが70 kgf/㎟を越える高強度鋼においては、鋼の靭性向上を図り、また耐SSCC性向上のためには、不純物であるP及びS量を可及的に少なくするのが望ましいが、鋼の製造コストとのバランスを考慮して、P及びS含有量の上限をそれぞれ0.010%と定めた。

B. 圧延、及び熱処理条件

この発明は、以上のように構成された鋼を溶製した後、厚板，形鋼，鋼管等に熱間で加工するが、この際、オーステナイト粒を細粒化するために熱間加工工程を、第1次熱間加工と、その後一旦冷却して変態を完了させてから再度細粒オーステナイト域に加熱して行う第2次熱間加工との2段階に分けて行う。

そして、第2次熱間加工後、直ちにオーステナイト状態から適当な冷却媒体で直接焼入れすると微細な低温変態組織が得られるのである。このことは、直接焼入れに際しての焼割れ感受性の低減に有効であるという2次的効果をも生ずるが、その第1義とするところは、電気炉加熱のようなゆつくりとした加熱速度であつたとしても、続いて細粒オーステナイト域に加熱後焼入れる処理を1回以上行うのみで鋼の細粒化を達成できるような下地を作る点にある。

即ち、直接焼入れ処理後に行う焼入れに際しての前組織が微細な低温変態組織であれば、それもラスの崩れの小さい細粒組織であれば、次の焼入れによつて極めて微細な組織を得ることができるのである。従つて、直接焼入れで微細な低温変態組織が得られるように細粒オーステナイト域に再加熱して第2次熱間加工を施すことは、本発明方法の大きな特徴の1つである。

ⓐ 第2次熱間加工に先立つ再加熱温度

第2次熱間加工を施す際の温度がAc3変態点未満であるとオーステナイト域での圧延ができず、一方、〔Ac3変態点＋200℃〕を越えた温度で

あるとオーステナイト結晶粒が粗大化してしまい、いずれにしても、その後の処理によつて極微細な焼戻し低温変態組織を得ることができなくなることから、第2次熱間加工に先立つ再加熱温度をAc_3変態点～〔Ac_3変態点＋200℃〕と定めた。

ⓑ 直接焼入れの後に行う焼入れの際の加熱温度

直接焼入れ処理に続く繰り返しの焼入れは、直接焼入れ材又は直接焼入れ後のラフテンパー材をAc_3変態点～〔Ac_3変態点＋200℃〕の温度に加熱して組織を完全にオーステナイト化した後、適当な冷却媒体によつて急冷することで実施するが、その際の加熱温度がAc_3変態点未満であると当然のことながらオーステナイト化が達成できず、一方、〔Ac_3変態点＋200℃〕を越えて加熱するとオーステナイト結晶粒が粗大化してしまつてその後の処理によつても所望の極微細な焼戻し低温変態組織が得られなくなる。従つて、直接焼入れ処理に続く再度の焼入れ処理の加熱温度をAc_3変態点～〔Ac_3変態点＋200℃〕と定めた。

なお、前述したように、2回目以降の焼入れ時の加熱は、前回のそれの温度よりも低くすることが好ましく、これによつて一層の細粒かつ整粒組織が実現され、鋼材性能を向上することができる。

ⓒ ラフテンパーの条件

直接焼入れをも含めて〔m－1〕回目の焼入れの後（但し、mは2以上の整数）、次のm回目の焼入れ処理に先立つてラフテンパーを実施することは、置き割れ等を防止する上で好ましいことであるが、前述したような式で計算される焼戻しパラメータA_1の値が〔19.0×10^3〕を越えるようなラフテンパーでは、低温変態によつて生じたマルテンサイトや低温ベイナイトのラスの崩れが大きくなり、また再結晶化してしまうこととなつて、次の焼入れ処理で微細粒を得られなくなる。従つて、マルテンサイトや低温ベイナイト等の低温変態組織のラスの崩れを小さく抑えて次の焼入れ処理で微細粒を得るために、前記焼戻しパラメータA_1が

$$A_1 \leq 19.0\times10^3$$

を満足する値となるようにラフテンパーの条件を限定した。

ⓓ 最終の焼戻し処理温度

上述のような焼入れ処理によつて得た微細な低温変態組織を、次にAc_1変態点以下の温度で焼戻し処理すると、鋼に所望の強度と耐SSCC性が付与されることとなる。即ち、Ac_1変態点以下の温度で焼戻すことによつてはじめて、それぞれの用途に適した70kgf/㎟以上の降伏強さと耐SSCC性の優れた鋼を得ることができるのである。

なお、焼戻し温度に格別な下限を設ける必要はないが、高温の焼戻し処理が、焼入れによつて生成したマルテンサイトや低温ベイナイトの内部応力を除去し、かつセメンタイトを球状化して鋼材性能の向上をもたらすことからみて、望ましくは650℃以上の温度で焼戻すのが良い。

この場合、焼戻し温度がAc_1変態点を越えると鋼材強度が大幅に変動し、耐SSCC性も劣化することから、該温度をAc_1変態点以下と定めた。

次に、この発明を実施例によつて比較例と対比しながら具体的に説明する。

実施例 1

まず、第1表に示す如き成分組成の鋼A～Yを通常の方法によつて溶製した。

次に、これらの鋼片を1200℃に均熱した後、第2表に示される条件にて熱間圧延及び熱処理を行つた。

このようにして得られた鋼板について、強度及び耐SSCC性を測定し、その結果も第2表に併せて示した。

なお、耐SSCC性については、前述したように、各鋼板から第1図に示したような試験片1を切り出し、第2図に示したような治具にて応力を付加しながら、液温：20℃のH_2Sを飽和させた0.5％CH_3COOH溶液中に20日間浸漬してSc値を測定し、その値で示した。

また、第2表における比較法Aとは、1200℃に鋼片を均熱した後、第1次の熱間圧延で最終製品の寸法に仕上げを行い、それを室温まで空冷した後、焼入れ・焼戻し処理するものであり、本

鋼種		化学成分（重量%）																Ac₁変態点(℃)	Ac₃変態点(℃)	3.5×Nの値
		C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Nb	Ti	Zr	Al	Cu	V	P	S	N	その他			
本発明対象鋼	A	0.32	0.29	0.26	1.05	0.48	–	0.029	0.014	–	0.052	–	–	0.005	0.001	0.0048	–	760	845	0.0168
	B	0.29	0.32	0.26	0.98	0.45	0.16	0.028	–	0.025	0.059	0.21	–	0.004	0.002	0.0056	–	760	845	0.0196
	C	0.27	0.45	0.23	0.95	0.50	–	0.033	0.018	–	0.041	–	0.05	0.007	0.002	0.0060	–	765	865	0.021
	D	0.40	0.32	0.25	0.29	0.62	0.22	0.026	0.015	–	0.054	0.18	0.04	0.007	0.002	0.0058	–	750	835	0.0203
	E	0.29	0.44	0.28	0.97	0.48	–	0.015	–	0.041	0.045	–	–	0.006	0.001	0.0068	Ca：0.003	765	860	0.0238
	F	0.28	0.34	0.23	0.99	0.51	–	0.031	0.010	0.016	0.048	–	–	0.004	0.002	0.0070	Ca：0.003, La+Ce：0.003	765	855	0.0245
	G	0.27	0.04	0.11	0.97	0.52	–	0.029	0.018	–	0.052	–	–	0.002	0.001	0.0065	B：0.0013	760	845	0.02275
	H	0.26	0.23	0.19	0.60	–	0.77	0.033	0.020	–	0.028	0.22	–	0.006	0.002	0.0068	B：0.0012	755	850	0.0238
	I	0.35	0.36	0.17	0.77	0.16	–	0.033	0.040	–	0.029	–	0.04	0.008	0.003	0.0119	B：0.0009	760	830	0.04165
	J	0.27	0.05	0.10	1.10	0.51	–	0.028	–	0.032	0.048	–	–	0.003	0.002	0.0052	B：0.0010, La+Ce：0.006	760	850	0.0182
	K	0.28	0.30	0.25	0.98	0.50	–	0.043	–	0.031	0.046	–	–	0.006	0.003	0.0055	B：0.0009, Ca：0.003, La+Ce：0.003	765	855	0.01925
	L	0.18	0.24	0.24	1.35	0.48	–	0.038	0.015	–	0.051	–	0.05	0.005	0.002	0.0054	B：0.0010, Ca：0.004	770	880	0.0189
	M	0.36	0.04	0.09	1.02	0.73	–	0.022	0.009	0.018	0.043	0.18	0.04	0.003	0.001	0.0060	Ca：0.003	755	835	0.021
	N	0.30	0.39	0.28	0.54	0.26	–	0.071	0.014	–	0.054	0.21	–	0.005	0.003	0.0066	B：0.0013, Ca：0.003, La+Ce：0.003	750	845	0.0231
	O	0.21	0.31	0.27	0.97	0.38	–	0.015	0.015	–	0.037	0.22	0.05	0.004	0.002	0.0072	B：0.0009, La+Ce：0.005	760	860	0.0252
	P	0.31	0.35	0.28	1.05	0.48	–	0.033	0.016	–	0.044	–	0.04	0.005	0.002	0.0054	B：0.0010, Ca：0.004	760	845	0.0189
比較鋼	Q	0.11※	0.33	0.27	0.56	–	0.28	0.022	0.015	–	0.045	–	–	0.010	0.005	0.0065	B：0.0017	755	870	0.02275
	R	0.27	1.05※	0.28	0.95	0.25	–	0.018	0.016	–	0.058	–	–	0.020※	0.016※	0.0056	–	780	885	0.0196
	S	0.29	1.04※	0.66※	0.48	0.46	–	0.023	0.020	–	0.022	–	–	0.009	0.006	0.0065	B：0.0023	770	885	0.0231
	T	0.23	0.28	1.78※	0.69	–※	–※	0.018	–※	–※	0.039	–	–	0.009	0.007	0.0040	–	720	825	0.014
	U	0.28	0.35	0.27	1.03	0.22	–	–※	–※	–※	0.068	–	–	0.027※	0.016※	0.0048	B：0.0019	760	850	0.0168
	V	0.27	0.32	0.33※	1.00	0.41	–	–※	0.015	–	0.041	–	–	0.017※	0.016※	0.0052	–	760	855	0.0182
	W	0.23	0.65	0.74※	–※	0.19	–	0.021	0.009	–	0.029	–	–	0.009	0.015※	0.0060	B：0.0017	750	860	0.021
	X	0.25	0.33	0.27	0.64	0.35	–	0.035	0.040※	–	0.055	0.19	–	0.009	0.005	0.0048	B：0.0019	755	855	0.0168※
	Y	0.24	0.60	0.29	0.55	0.14	–	0.018	0.012	–	0.039	–	–	0.009	0.004	0.0045	B：0.0014, Ca：0.09※	760	860	0.01575

（注1） 残部成分は、Fe及びその他の不可避不純物である。
（注2） ※印は、本発明の条件から外れていることを示す。

第 1 表

		本発明方法								比較法A					
	供試鋼	再加熱前の温度(℃)	再加熱温度(℃)	直接焼入れした温度(℃)	焼入れ条件 加熱温度(℃)	焼入れ条件 加熱速度(℃/秒)	焼戻し温度(℃)	降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	Sc値 (psi×10⁻⁴)	焼入れ条件 加熱温度(℃)	焼入れ条件 加熱速度(℃/秒)	焼戻し温度(℃)	降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	Sc値 (psi×10⁻⁴)
	A	400	980	850	900	0.9	720	74.2	80.0	18.0	900	0.9	720	71.9	80.4	13.5
	B	460	1000	930	920	0.75	700	75.6	81.9	17.5	–	–	–	–	–	–
	C	250	950	860		0.9	710	75.2	80.4	17.0				–	–	–
	D	340	980	890	890	0.5	715	75.7	81.4	18.0				–	–	–
	E	420	1020		1000	0.9	710	73.2	79.1	17.0	920	0.75	705	72.1	80.9	13.0
	F	180	980	850	900	0.25		74.9	80.0	17.5	–	–	–	–	–	–
	G	200		900	910	0.75	705	73.0	78.5	20.0				–	–	–
	H	320	1000		920		700	75.0	81.2	17.5	920	0.75	700	71.5	80.9	13.5
	I	360	980				705	72.9	78.9	17.5		0.5	705	69.9	79.7	13.0
	J	320	950	870	900	0.9	700	73.6	78.3	20.0	–	–	–	–	–	–
	K	300	1000	890		0.75	705	75.9	81.9	17.5				–	–	–
	L	520	950	870	940	0.9		73.1	79.8	17.5				–	–	–
	M	180	1000	930	920	0.75	700	77.5	83.3	19.0				–	–	–
	N	270	950	870	910			74.0	79.7	17.5				–	–	–
	O	350	980	900	930			72.8	78.0	17.0				–	–	–
	P	250		920	900	0.9	720	73.9	79.7	18.0				–	–	–
比較法B	Q	300		870	920	0.75	675	65.1	71.7	13.0	920	0.75	670	62.5	69.7	12.5
	R	250	1000	920	950		690	74.2	83.6	9.5	950		700	70.9	82.8	10.0
	S						700	71.9	80.2	11.0	–	–	–	–	–	–
	T	300	980	880	910	0.9	680	66.8	74.9	11.0				–	–	–
	U	–	–	–	–	–	–	–	–	–	920	0.75	685	72.3	81.2	10.0
	V	250	980	870	920	0.5	705	71.0	80.7	10.0		0.5	700	70.9	81.1	10.0
	W	–	–	–	–	–	–	–	–	–	940		630	72.1	80.4	8.5
	X	250	980	870	920	0.9	700	73.4	82.9	13.0	–	–	–	–	–	–
	Y					0.75	680	70.8	77.0	10.5				–	–	–

第 2 表

発明法とは、１２００℃に均熱してオーステナイト域で第１次の熱間圧延を行つた後、一旦変態の終了する温度以下に冷却し、その後細粒オーステナイト域に再加熱して第２次の熱間圧延を行い、最終寸法に仕上げ、その後オーステナイト状態から直接焼入れし、更に焼入れ・焼戻し処理を行うものである。

第２表に示される結果からは、本発明の方法によれば、高強度にもかかわらず耐ＳＳＣＣ性に優れた鋼材を安定して得られることが明白である。

実施例　２

前記第１表中の本発明対象鋼Ａを１２５０℃に均熱後、オーステナイト域で第１次の熱間圧延を施し、それを第３表に示す種々の温度にまで冷却した後、細粒オーステナイト域である９５０℃に再加熱して第２次の熱間圧延を行い、最終製品寸法に仕上げ、続いてオーステナイト域である８７０℃から直接焼入れし、更に焼入れ・焼戻し処理を行い、得られた鋼材の強度及び耐ＳＳＣＣ性を測定した。なお、耐ＳＳＣＣ性は実施例１と同様の試験条件にてSc値を求めて測定した。

第３表に示される結果からも、本発明の方法によれば強度及び耐ＳＳＣＣ性の優れた鋼材を得られることが明らかであり、熱処理条件が本発明の範囲から外れると耐ＳＳＣＣ性の劣つた鋼材しか得られないことも明白である。

実施例　３

前記第１表中の本発明対象鋼Ｋを１２２０℃に均熱後、オーステナイト域で第１次の熱間圧延を行い、続いて一旦４５０℃まで冷却して変態を終了させてから、第４表に示すように９８０℃又は１１２０℃に再加熱して第２次熱間圧延を行つて最終製品寸法に仕上げ、次いで第４表に示す温度から直接焼入れし、その後更に第４表に示す条件にて焼入れ・焼戻し処理して強度及び耐ＳＳＣＣ性を測定した。なお、耐ＳＳＣＣ性は実施例１と同様の試験条件にてSc値を求めて測定した。

このようにして得られた結果を、第４表に併せて示した。

第４表に示される結果からも、本発明方法によ

試験番号		供試鋼	再加熱前の温度 (℃)	再加熱温度 (℃)	直接焼入れした温度 (℃)	焼入れ条件		焼戻し温度 (℃)	降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	Sc値 (psi×10⁻⁴)
						加熱温度 (℃)	加熱速度 (℃/秒)				
比較法	1	A	720※	950	870	920	0.75	725	71.6	79.9	13.5
本発明法	2		550						74.8	80.1	16.0
比較法	3					1100※			68.9	78.7	11.5
本発明法	4		420			920			74.5	79.9	17.5
比較法	5					1100※			68.5	78.6	12.0
本発明法	6		270			1000	0.5		73.9	79.7	16.0
比較法	7					1100※			68.2	77.9	11.0

（注１）「直接焼入れした温度」の欄に「－」を付したものは、圧延後室温まで空冷したものである。
（注２）※印は、本発明の条件から外れていることを示す。

第　３　表

試験番号		供試鋼	再加熱前の温度 (℃)	再加熱温度 (℃)	直接焼入れした温度 (℃)	焼入れ条件		焼戻し温度 (℃)	降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	Sc値 (psi×10⁻⁴)
						加熱温度 (℃)	加熱速度 (℃/秒)				
比較法	8	K	450	1120※	900	920	0.6	725	71.4	79.8	13.0
	9				250※			720	69.6	78.0	12.0
本発明法	10			980	900			725	71.8	76.8	18.0
比較法	11				250※			720	69.9	78.3	13.5

（注）※印は、本発明の条件から外れていることを示す。

第　４　表

試験番号		供試鋼	再加熱前の温度(℃)	再加熱温度(℃)	直接焼入れした温度(℃)	焼入れ条件 第1回目 加熱温度(℃)	焼入れ条件 第1回目 加熱速度(℃/秒)	焼入れ条件 第2回目 加熱温度(℃)	焼入れ条件 第2回目 加熱速度(℃/秒)	焼戻し温度(℃)	降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	Sc値 (psi×10⁻⁴)
本発明法	12	C	370	1000	930	920	0.75	–	–	720	73.5	79.4	17.5
	13					950	0.5	900	0.75	725	74.0	80.0	18.0
	14					940	5.0	–	–		74.2	79.8	18.0
	15				900	920	0.25	1000	0.75	720	73.2	79.2	17.5
比較法	16				930	1100※	0.75	–	–	710	71.9	81.3	12.0
	17				900	920	0.25	1100※	0.75	720	72.0	81.5	11.5
	18				930	1100※	0.75	920		715	72.7	81.8	13.0

（注） ※印は、本発明の条件から外れていることを示す。

第 5 表

試験番号		供試鋼	ラフテンパー条件 加熱温度(℃)	ラフテンパー条件 保持時間(hr)	ラフテンパー条件 A_1の値	ラフテンパー後の焼入れ条件 加熱温度(℃)	ラフテンパー後の焼入れ条件 加熱速度(℃/秒)	焼戻し温度(℃)	降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	Sc値 (psi×10⁻⁴)
本発明法	21	P	515	0.75	16.0×10^{n}	900	0.75	720	74.3	80.2	17.5
	22		580	1	17.4×10^{n}				74.9	80.8	16.5
	23		640		18.7×10^{n}				75.1	81.4	17.0
比較法	24		685	0.75	19.5×10^{n}※				72.9	80.8	13.5
	25		725	1.5	20.6×10^{n}※				72.3	80.5	13.0

（注1） $A_1=T(20.43+\log t)$
（注2） ※は、本発明の条件から外れていることを示す。

第 7 表

れば、強度及び耐ＳＳＣＣ性の優れた鋼材を得られることが明白である。

実施例 4

前記第1表中の本発明対象鋼Ｃを1230℃に均熱後、オーステナイト域で第1次の熱間圧延を行い、続いて一旦370℃まで冷却して変態を終了させてから、1000℃に再加熱して第2次熱間圧延を行つて最終製品寸法に仕上げ、次いで第5表に示す温度から直接焼入れし、その後更に第5表に示す条件にて焼入れ・焼戻し処理して、強度及び耐ＳＳＣＣ性を測定し、その結果を第5表に併せて示した。なお、耐ＳＳＣＣ性は実施例1と同様の試験条件にてSc値を求めて測定した。

第5表に示される結果からも、本発明の方法によつて強度及び耐ＳＳＣＣ性の優れた鋼材を得られることが明白である。

実施例 5

前記第1表中の本発明対象鋼Ｃを1220℃に均熱した後、第6表に示した処理条件にて板材を製造し、得られた板材についてオーステナイト粒度番号（ＡＳＴＭ№）を測定した。

試験番号		供試鋼	処理条件	オーステナイト粒度番号（ＡＳＴＭ №）
比較法	19	C	Ⓐ※	8.9
本発明法	20		Ⓑ	10.4

（注） ※印は、本発明の条件から外れていることを示す。

第 6 表

なお、第6表における処理条件は、それぞれ、

Ⓐ オーステナイト域での第1次の熱間圧延で最終製品の寸法に仕上げ、それを室温まで空冷し、その後920℃に0.75℃／秒の加熱速度で加熱して焼入れ処理を行う、

Ⓑ オーステナイト域で第1次の熱間圧延を行つてから室温まで空冷し、更にそれを950℃に再加熱して第2次熱間圧延を行い、最終製品寸法にまで仕上げ、続いて870℃から直接焼入れを行い、更に920℃に0.75℃／秒の加熱速度で加熱して焼入れ処理を行う、

というものであつた。

第５表に示される結果からも、本発明の条件を満たす処理によつて細粒組織の得られることが明らかである。

実施例　６

前記第１表中の本発明対象鋼Ｐを１２００℃に均熱した後、オーステナイト域で第１次の熱間圧延を行い、続いて一旦４００℃まで冷却して変態を終了させ、その後９５０℃に再加熱してから第２次熱間圧延を行つて最終製品寸法に仕上げた。そして、引続いて８７０℃から直接焼入れを行い、続いて第７表に示す条件にてラフテンパー処理を実施してから、焼入れ・焼戻し処理を施した。

このようにして得られた製品の強度及び耐ＳＳＣＣ性を測定し、その結果を第７表に併記した。なお、耐ＳＳＣＣ性は実施例１と同様の試験条件にてSc値を求めて測定した。

第７表に示される結果からは、直接焼入れの後に行う焼入れ処理に際して、焼戻しパラメータA_1が、

$$A_1 \leq 19.0 \times 10^3$$

を満足する条件のラフテンパー処理を施して置き割れ防止等の対策を行つても、強度及び耐ＳＳＣＣ性に何ら悪影響が及ぼされず、優れた特性を有する鋼材が得られることが明らかである。

上述のように、この発明は、直接焼入れ処理と通常の再加熱焼入れ処理を組合せて細粒組織を得、優れた強度と耐ＳＳＣＣ性を有する鋼を実現するものであつて、この発明によれば、サワー環境下に存在する深井戸用油井管等として優れた性能を発揮する高強度鋼を、容易に安定して、かつ低コストで製造することが可能となるなど、産業上有用な効果がもたらされるのである。

4.　図面の簡単な説明

第１図はシエルタイプ腐食試験片の例を示すもので、第１図(a)はその正面図、第１図(b)はその側面図であり、第２図はシエルタイプ腐食試験において試験片を支持治具で支持した状態を示す概略模式図である。

図面において、

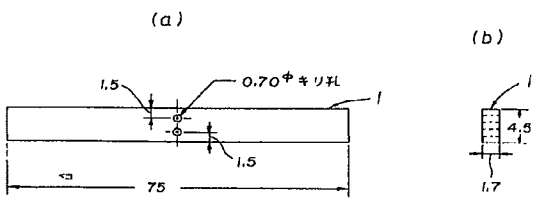
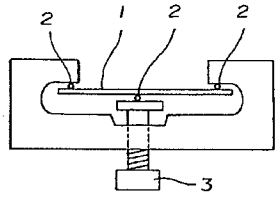
１…試験片、　　２…ガラス丸棒、

３…応力付加ボルト。

出願人　　住友金属工業株式会社

代理人　　高　田　和　夫　ほか１名

第１図



第２図